

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2000-265232

(43)Date of publication of application : 26.09.2000

(51)Int.Cl. C22C 21/02
B22D 11/00
B22D 11/10
B22D 43/00
B23P 15/00
C22C 32/00
C22F 1/043
F02F 3/00
F16J 1/01
// C22C 1/02
C22F 1/00

(21)Application number : 11-069411

(71)Applicant : NIPPON LIGHT METAL CO LTD

(22)Date of filing : 16.03.1999

(72)Inventor : KAMIO HAJIME
TSUCHIYA KENJI
YAMADA TATSU

(54) ALUMINUM ALLOY PISTON EXCELLENT IN HIGH TEMPERATURE FATIGUE STRENGTH AND WEAR RESISTANCE, AND ITS MANUFACTURE**(57)Abstract:**

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide an aluminum alloy piston exhibiting excellent fatigue strength even in a temperature region as high as 200 to 250° C.

SOLUTION: After forging, this aluminum alloy piston has a composition containing 11-13% Si, 0.2-1.2% Fe, 3.5-4.5% Cu, 0.2-0.5% Mn, 0.3-1.0% Mg, 0.01-0.2% Ti, 0.0002-0.02% B, 0.005-0.02% P, and Ca in an amount controlled to ≤0.005%. The aluminum alloy piston has a forged structure in which Si and an intermetallic compound both crystallized out at the time of casting are uniformly dispersed, in 5-35 μm average grain size, in a matrix after forging and gas content is controlled to ≤0.25 cc/100 g-Al. Further, the average number of inclusions is controlled to ≤0.01 piece/cm² by K10 value in a stage of an ingot, and forming is performed by forging.

* NOTICES *

JPO and INPIT are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.

2.**** shows the word which can not be translated.

3.In the drawings, any words are not translated.

CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1]After a forge, Si:11-13 % of the weight, Fe:0.2-1.2 % of the weight, Cu:3.5-4.5 % of the weight, Mn:0.2-0.5 % of the weight, Mg:0.3-1.0 % of the weight, Ti:0.01-0.2 % of the weight, B:0.0002 to 0.02 % of the weight, and P:0.005 to 0.02 % of the weight. Regulate an implication and Ca to 0.005 or less % of the weight, and the remainder has the presentation of aluminum substantially, After Si and an intermetallic compound which were crystallized at the time of casting forging, uniform dispersion is carried out to a matrix with mean particle diameter of 5-35 micrometers, A piston made of aluminum alloy excellent in fatigue-at-elevated-temperature intensity and abrasion resistance with a forge organization where gas content was regulated by 0.25cc/100 or less g-aluminum by which the inclusion average number is regulated with K_{10} value in an ingot stage below at $0.01\text{-piece } [/\text{cm}]^2$ and which were fabricated by forging.

[Claim 2]After carrying out minuteness making processing of the aluminum alloy molten metal by which quality governing was carried out so that it may become the presentation according to claim 1 after a forge, Blow in applying Ar gas of 0.05-0.20g / 100 g-aluminum to an aluminum alloy molten metal with a molten metal temperature of 750-800 ** for 0.5 to 1.5 hours, and degasifying of the aluminum alloy molten metal is carried out, Hold an aluminum alloy molten metal 45 minutes or more in a 750-800 ** temperature region, and floatation of the inclusion is carried out, After carrying out deslag, carry out continuous casting of the aluminum alloy molten metal to an ingot, and homogenization of 490-510 **x 3 to 5 hours is given, A manufacturing method of a piston made of aluminum alloy excellent in fatigue-at-elevated-temperature intensity and abrasion resistance which are characterized by carrying out forging to specified shape after cooling with a cooling rate at not less than 200 **/o'clock, cutting a cooled ingot to a slice for a forge and heating at 400-500 **.

[Claim 3]A manufacturing method of a piston made of aluminum alloy excellent in fatigue-at-elevated-temperature intensity according to claim 2 and abrasion resistance carrying out water quenching and performing aging treatment of 160-180 **x 6 to 10 hours after performing solution treatment of 490-510 **x 3 to 5 hours to a forging.

[Claim 4]A manufacturing method of a piston made of aluminum alloy excellent in fatigue-at-elevated-temperature intensity according to claim 2 and abrasion resistance performing aging treatment of 190-200 **x 5 to 7 hours to a forging.

[Translation done.]

* NOTICES *

JPO and INPIT are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.

2.**** shows the word which can not be translated.

3.In the drawings, any words are not translated.

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Industrial Application]This invention is used for various internal-combustion engines, and relates to a piston made of aluminum alloy excellent in fatigue-at-elevated-temperature intensity and abrasion resistance, and a manufacturing method for the same.

[0002]

[Conventional technology and a problem] Since lightweight nature is required, as for the engine for vehicle loading represented by the two-wheeled vehicle, the engine made from an aluminum alloy is used. The cylinder case which is an engine part, the piston, etc. are manufacturing the aluminum alloy excellent in high temperature strength and heat resistance by casting, forge, etc. These days, the weight saving of a vehicle and the improvement of fuel consumption are strongly required from a viewpoint of earth environment protection. Therefore, it is lighter-weight also as a piston made of aluminum alloy used for an engine part, and construction material which is more equal to high temperature combustion is desired. When satisfying demand characteristics, promising ** of the piston made from a forge is carried out from thinning or a quality stability field. However, if the piston made from a forge which has come out to the present commercial scene becomes a 200-250 ** pyrosphere, fatigue strength will fall remarkably. In the powder-forging piston using aluminum alloy powder, high temperature strength even with a 200-250 ** sufficient pyrosphere is maintained. However, since a material cost is high as compared with ingot material and a forge moldability is also bad, powder-forging material is not processible into the piston of complicated shape.

[0003]

[Means for Solving the Problem]By thinking out this invention that such a problem should be solved, reducing content gas volume and inclusion which have influence harmful to fatigue-at-elevated-temperature intensity, and carrying out uniform dispersion of the high-melting crystal chance bargain to a matrix so much also systematically, It has the fatigue-at-elevated-temperature intensity which was excellent also in a 200-250 ** pyrosphere as compared with a conventional material, and aims at obtaining a piston made of aluminum alloy excellent also in forgeability. In order that a piston made of aluminum alloy of this invention may attain the purpose, After a forge, Si:11-13 % of the weight, Fe:0.2-1.2 % of the weight, Cu:3.5-4.5 % of the weight, Mn:0.2-0.5 % of the weight, Mg:0.3-1.0 % of the weight, Ti:0.01-0.2 % of the weight, B:0.0002 to 0.02 % of the weight, and P:0.005 to 0.02 % of the weight. Regulate an implication and Ca to 0.005 or less % of the weight, and the remainder has the presentation of aluminum substantially, After Si and an intermetallic compound which were crystallized at the time of casting forging, uniform dispersion is carried out to a matrix with mean particle diameter of 5-35 micrometers, It has the forge organization where gas content was regulated by 0.25cc/100 or less g-aluminum, the inclusion average number is regulated with K_{10} value in an ingot stage below at

$0.01\text{-piece } [/\text{cm}]^2$, and it is fabricated by forging.

[0004]After this piston made of aluminum alloy carries out minuteness making processing of the aluminum alloy molten metal by which quality governing was carried out, Blow in applying Ar gas of 0.05-0.20g / 100 g-aluminum to an aluminum alloy molten metal with a molten metal temperature of 750-800 ** for 0.5 to 1.5 hours, and degasifying of the aluminum alloy molten metal is carried out, Hold an aluminum alloy molten metal 45 minutes or more in a 750-800 ** temperature region, and floatation of the inclusion is carried out, After carrying out deslag, carry out continuous casting of the aluminum alloy molten metal to an ingot, and homogenization of 490-510 **x 3 to 5 hours is given, After cooling with a cooling rate at not less than 200 **/o'clock, cutting a cooled ingot to a slice for a forge and heating at 400-500 **, it is

manufactured by carrying out forging to specified shape. Necessary strength is given by deposit of Mg_2Si , aluminum₂ Cu, etc., when carrying out water quenching and performing aging treatment of 160–180 °C x 6 to 10 hours to a forging, after performing solution treatment of 490–510 °C x 3 to 5 hours. Aging treatment of 190–200 °C x 5 to 7 hours can also be performed after a forge.

[0005]

[Function] In order to raise the high temperature strength of a piston made of aluminum alloy, it is required to lessen the content gas and inclusion which raise high temperature strength and serve as a core of fatigue breaking. In this invention, high temperature strength is raised by controlling intermetallic compounds crystallized at the time of casting, such as Fe, Cu, and Si, and primary phase Si by forge in moderate size, and carrying out uniform dispersion to a matrix, suppressing softening of the aluminum solid solution of a matrix. Abrasion resistance is improved by controlling primary phase Si in moderate size, and making detailed eutectic crystal Si crystallize as greatly as possible. Hereafter, the monograph affair specified by this invention is explained.

[0006] [The ingredient and presentation] after a forge

Si: It is an alloy content effective in 11 to 13-% of the weight abrasion resistance, and heat resistance, and also present the operation which reduces the coefficient of thermal expansion in a pyrosphere. Again. By aging treatment, it deposits as Mg_2Si and the mechanical strength of the charge of an alloy is raised.

However, if a Si content exceeds 13 % of the weight, even if it carries out the cooling rate at the time of continuous casting early in not less than 100 °C/second, it will become easy to generate big and rough primary phase Si with the particle diameter of greater than 50 micrometers. It serves as a core of fatigue breaking in order to remain as still big shape also after big and rough primary phase Si is broken by forge, and it becomes the cause of reducing the mechanical strength and fatigue strength in a room temperature and a pyrosphere. However, intensity and abrasion resistance run short in the Si content which is not filled to 11% of the weight.

Fe: The intermetallic compound of an aluminum–Fe system or an aluminum–Fe–Si system with the high 0.2 to 1.2-% of the weight melting point presents the operation which raises tensile strength and fatigue strength when put to the pyrosphere in which the charge of an alloy exceeds 200 °C, and an effect becomes remarkable with 0.2 % of the weight or more of Fe contents. However, if a lot of Fe(s) exceeding 1.2 % of the weight are contained, crystallization of the big and rough intermetallic compound used as the core of fatigue breaking will be promoted, and it will be extended, and will have influence harmful to a forge moldability and toughness.

[0007] Cu: It is an alloy content which carries out solid solution strengthening of the matrix 3.5 to 4.5% of the weight, and the addition effect of Cu becomes remarkable by 3.5% of the weight or more of content. Cu which dissolved deposits as aluminum₂ Cu by aging treatment, and also presents the operation which raises the intensity of the charge of an alloy. However, the tensile strength improved effect by Cu is saturated with 4.5 % of the weight. Since hardness is high, it distributes to a matrix and aluminum₂ Cu crystallized at the time of casting raises high temperature strength, but if an excessive amount of Cu(s) exceeding 4.5 % of the weight are contained, it will become easy to crystallize big and rough aluminum₂ Cu used as the core of fatigue breaking, and a forge moldability and corrosion resistance will also fall.

Mn: Crystallize as an aluminum–Mn system compound 0.2 to 0.5% of the weight, and present the operation which improves heat resistance and abrasion resistance. An aluminum–Mn system compound acts on an aluminum–Fe system compound needlelike at the time of crystallization, and a shape change is carried out to the massive compound of an aluminum–Fe–Mn system, and it controls the fall of toughness. Such an operation and an effect become remarkable with 0.2% of the weight or more of a Mn content. However, if an excessive amount of Mn exceeding 0.5 % of the weight is contained, the big and rough compound of an aluminum–Si–Fe–Mn system will crystallize, and it will become the cause of making a crack inducing at the time of plastic working, such as extrusion and a forge, and will lead also to the fall of intensity or elongation. Since a big and rough aluminum–Si–Fe–Mn system compound serves as a core of fatigue breaking, it is harmful also to ordinary temperature and fatigue-at-elevated-temperature intensity.

[0008] Mg: Deposit as Mg_2Si by aging treatment 0.3 to 1.0% of the weight, and raise the mechanical strength of the charge of an alloy. The improving strength effect is seen with 0.3% of the weight or more of Mg content, and becomes large according to increase in quantity of Mg content. However, if an excessive amount of Mg exceeding 1.0 % of the weight is contained, the fall of elongation will be remarkable and plastic-working nature will also fall.

Ti: In order to carry out minuteness making of the casting crystal grain 0.01 to 0.2% of the weight, it is an alloy content added as an aluminum–Ti–B alloy. The minuteness making effect of cast structure becomes

remarkable with 0.01% of the weight or more of a Ti content. By carrying out minuteness making of the casting crystal grain, an intermetallic compound with the high melting point serves as mesh shape, and crystallizes to a grain boundary. It is finely broken by forging which follows, and distributes by it, and the intermetallic compound of mesh shape raises heat resistance and fatigue-at-elevated-temperature intensity. However, if an excessive amount of Ti exceeding 0.2 % of the weight is added, the big and rough needlelike compound of $AlTi_3$ will crystallize, it will be easy to become a core of fatigue breaking, and intensity and elongation will also fall.

[0009] It is an ingredient added by the aluminum alloy molten metal with Ti as a minuteness making agent B: 0.0002 to 0.02% of the weight. However, since a lot of B tended to have generated the big and rough intermetallic compound which combines with Ti, V, etc. and serves as a core of fatigue breaking, it set B content as 0.0002 to 0.02% of the weight of the range on balance with the minuteness making effect in this invention.

P: Although it is an ingredient used from the former as a minuteness making agent of primary phase Si added by the hypereutectic alloy beyond 0.005–0.02 % of the weight Si-content 13 % of the weight, the tendency for the particle diameter of eutectic crystal Si to become large by P addition is shown. The minuteness making of primary phase Si becomes remarkable by 0.005% of the weight or more of P content. When various influences of P on the size of primary phase Si and eutectic crystal Si were investigated and studied, in the hypoeutectic presentation of 11 to 13 % of the weight of Si contents, primary phase Si carried out minuteness making by P addition, as a result of eutectic crystal Si's becoming coarse, the particle diameter difference of primary phase Si and eutectic crystal Si became small, and the knowledge of a distribution state also being equalized was carried out. The uniform dispersion of primary phase Si and eutectic crystal Si is effective in the mechanical strength in a pyrosphere, fatigue strength, and abrasion resistance. However, when P content exceeds 0.02 % of the weight, the oxide of P mixes in a molten metal and the tendency which inclusion harmful to fatigue strength increases is shown.

Ca: It is an ingredient which presents the operation which carries out minuteness making of the eutectic crystal Si 0.005 or less % of the weight. By this invention, since eutectic crystal Si is enlarged and it was made to contribute to abrasion resistance, it was prescribed to 0.005% of the weight that the maximum of a Ca content did not affect the minuteness making of eutectic crystal Si. Since the Ca content is reduced, an operation of P which carries out minuteness making of the primary phase Si is revealed effectively.

[0010][Degassing treatment] If a lot of [the piston made of aluminum alloy by which forging was carried out] gas is contained, although the porosity of the gas reason is crushed by the forge, while using it by a 200–250 ** pyrosphere, content gas gathers to a piece place and becomes a core of fatigue cracking easily. When the demand characteristics of the piston made of aluminum alloy used by a pyrosphere were taken into consideration, the experimental result shown in drawing 1 by this invention person etc. showed that 0.25cc/100 or less g-aluminum of gas content were effective. In order to lower gas content, in this invention, degasifying is enough carried out by blowing the Ar gas which does not make a molten aluminum molten metal produce viscosity in a molten metal stage. Since this point and N_2 gas make viscosity of a molten metal high, they are not preferred. It is important to maintain an aluminum alloy molten metal in a 750–800 ** temperature region on the occasion of blowing in of Ar gas. If molten metal temperature is less than 750 **, viscosity will arise in a molten metal and it will become difficult to escape from the blown Ar gas. Conversely, in the molten metal temperature over 800 **, the life of a furnace becomes short. The method which carries out continuation degasifying to the molten metal etc. which flow through the guttering which uses the casting facility provided with the degas unit as degasifying by Ar gas blowing in, for example, results in a metallic mold at the time of casting is also employable. In order to make it distribute in a molten metal by using as detailed air bubbles the Ar gas blown into blowing in of Ar gas, the injection method which uses a rotary nozzle is preferred. The fine bubble of Ar gas adsorbs gas constituents, such as H contained in the molten metal, and floatation is carried out from a molten metal. In order to carry out degasifying of the molten metal effectively, it is required to blow the Ar gas of 0.05–0.20g / 100 g-aluminum over 0.5 to 1.5 hours. Even if the degasifying effect by Ar gas blowing in is insufficient and the amount of Ar gas and blowing-in time exceed a default conversely, the degasifying effect is saturated in the amount of Ar gas and blowing-in time of less than a default.

[0011][Stewing processing] When holding the molten metal which degassing treatment ended 45 minutes or more in a 750–800 ** temperature region, inclusion, such as a protecting agent of Al_2O_3 , other oxides, brick dust, and a tool, carries out floatation from a molten metal. It becomes easy to separate inclusion from a molten metal, so that molten metal temperature is high. In the molten metal temperature

below 750 **, the viscosity of a molten metal is large and inclusion cannot surface easily. In the retention time which does not reach in 45 minutes, surfacing of inclusion does not fully advance. However, in the molten metal temperature over 800 **, the heat load of furnace wall refractories is large, and the life of a furnace becomes short. Degasifying and the molten metal by which raking out the slag was carried out are poured into a mold through a guttering with a holding furnace. Degasifying of the molten metal which flows through a guttering is carried out continuously, and a filter device is passed, and also the molten metal to which cleanliness became still higher when carrying out the trap of the inclusion which is floating to the molten metal by weir, a filter cartridge, etc. is poured into a mold, and an ingot with little inclusion is obtained.

[0012][Casting] The defecated molten metal is poured in into a mold and continuous casting is carried out to the ingot of specified shape. the method which sped up the cooling rate of the molten metal as a casting method in order to make dendrite arm spacing small (preferably 50 micrometers or less) — DC casting is specifically adopted. DC casting may be any of vertical-type casting or horizontal-type casting. Since the aluminum alloy used by this invention contains Ti and B as a minuteness making agent, it serves as an ingot with a detailed casting crystal grain. However, since cast structure becomes a columnar crystal easily in the alloy composition specified by this invention, it is preferred to make equiaxed grain increase as much as possible by minuteness making processing. Since [that dendrite arm spacing is small] the casting crystal grain is detailed, it distributes finely with mesh shape and intermetallic compounds, such as an aluminum-Fe system with the high melting point, an aluminum-Cu system, an aluminum-Mn system, and an aluminum-Si-Fe (Mn) system, are crystallized on the casting grain boundary and a dendrite arm boundary. Since the crystallized intermetallic compound is broken still more finely at the time of the extrusion of a post process, or a forge and distributes to a matrix, the strength in high temperature of a forging improves.

[0013] Since an ingot is obtained from the aluminum alloy molten metal which reduced inclusion by degasifying and holding processing, its carried-in inclusion has decreased extremely. Usually, it will be blackish and the inclusion intermingled in a forging will be observed, if it has a length of 0.1–3 mm and the fracture surface of an ingot is investigated with a magnifying glass 10 times. Then, this invention person converted the number of the inclusion which observed the fracture surface of the ingot with the magnifying glass 10 times, and counted it per unit area, and calculated K_{10} value. And when the relation

between K_{10} value and fatigue strength was investigated and K_{10} value became below 0.01-piece $[\text{cm}]^2$, it turned out that fatigue strength improves notably. On the other hand, if K_{10} value exceeds 0.01-piece

$[\text{cm}]^2$, inclusion will become a core of fatigue cracking easily and the fatigue-at-elevated-temperature intensity required of a piston will not be obtained. The round bar of a byway is made from an ingot through an extrusion process, and the slice started from the round bar is forged. In this case, consideration of the shape of the piston which is the last gestalt will use an ingot 100–400 mm in diameter. Or after removing the scale on the surface of an ingot by facing, it is also possible to start and forge a slice from an ingot, without passing through an extrusion process. In this case, an ingot 50–100 mm in diameter is used.

[0014][Homogenization] In order that the obtained ingot may make Si, Mg, and Cu dissolve enough to a matrix and may raise aging treatment hardening, it is homogenized in 490–510**x3 – 5 hours. In the cooking time which does not reach in the cooking temperature below 490 **, or 3 hours, dissolution-ization does not fully tend to advance but effective doses, such as Si, Mg, and Cu, tend to be insufficient at the time of aging treatment. However, there is a possibility of dissolving selectively in the cooking temperature over 510 ** (burning), the rise of the effect which balanced time in prolonged heating exceeding 5 hours is not seen, and it is not economical. The homogenized ingot is cooled with the cooling rate at not less than 200 **/o'clock. Sufficient quantity of Si, Mg, and Cu is maintained by the dissolution state by this, and a precipitation amount effective in intensity grant at the time of aging treatment is secured. When a cooling rate is less than o'clock in 200 ** /, Mg_2Si , aluminum₂ Cu, etc.

deposit easily by a cooling process, and effective doses, such as Si, Mg, and Cu, tend to be insufficient at the time of aging treatment.

[0015][Forge] After the ingot which is 100–400 mm in diameter which homogenization ended is cut by the billet for extrusion and extruded by the round bar for a forge, it is started by the predetermined slice. In an ingot 50–100 mm in diameter, after facing removes the scale on the surface of an ingot, without passing through an extrusion process, it is started by the slice for a forge. It is also possible to use for a forge the slice started from the ingot, without removing a scale. In this case, use of the metallic mold (JP,10-118735,A) which provided the metal **** part between the inner surface of a female die parallel to a forging direction and the punch part outside surface of a male will prevent mixing of the scale to a

forging. In advance of a forge, hot forging of the slice for a forge is heated and carried out to 400–500 **. When heating the slice for a forge in a 400–500 ** temperature region, a smooth flow of a metal is promoted within a forging metal mold, and the pressure at the time of a forge is also small as compared with cold forging, and it ends.

[0016]The heated slice for a forge is set to a forging metal mold, and forging is carried out to specified shape. Material is elaborated with a forge and toughness is given to a product. Since mesh shape crystallized material generated at the time of casting, such as primary phase Si and an intermetallic compound, is finely broken by forge and distributes to a matrix, heat resistance improves. Especially, since crystallized material, such as primary phase Si used as the core of fatigue breaking, will be lost if primary phase Si and an intermetallic compound are crushed in mean particle diameter of 5–35 micrometers with a forge and uniform dispersion is carried out to a matrix, ordinary temperature and fatigue-at-elevated-temperature intensity are improved. If the crystallized material exceeding the mean particle diameter of 35 micrometers is distributed over the organization after a forge, it will be easy to become a core of fatigue cracking. It is also effective in a wear-resistant improvement that big primary phase Si is broken with a forge by the size which is the mean particle diameter of 5–35 micrometers. Both the reverse extrusion which pushes a mandrel against the fixed slice as a forge method, and makes a metal flow along with a mandrel, and the forward extrusion which forces a slice on the fixed mandrel and makes a metal flow along with a mandrel are employable.

[0017][Heat treatment] In order that a forging may give the mechanical properties demanded as a piston, after performing 490–510**x3 – solution treatment of 5 hours, water quenching is carried out and aging treatment of 160–180**x6 – the ten hours is carried out. Mg, Si, Cu, etc. are made to dissolve enough to a matrix in solution treatment. Dissolution states, such as Mg, Si, and Cu, are maintained to ordinary temperature with water quenching, by aging treatment, it is made to deposit as Mg_2Si , aluminum₂ Cu, etc., and predetermined intensity is given. Aging treatment of 190–200 **x 5 to 7 hours can be performed without carrying out solution treatment for the prevention from a dimensional change of a forging, and intensity can also be given. A required part is machined and a product piston is made to the forging by which aging treatment was carried out.

[0018]

[Example]The aluminum alloy molten metal which carried out quality governing to prescribed composition was maintained at 770 **, from the rotary nozzle which immersed in the molten metal, the Ar gas of 0.1g / 100 g–aluminum was made to inject for 40 minutes, and degasifying was carried out. Subsequently, after holding the molten metal for 60 minutes at 760 ** and carrying out floatation of the inclusion, vertical-type DC casting was carried out at an ingot 86 mm in diameter, and 5 m in length. Homogenization of 500 **x 4 hours was given to the ingot, and the air cooling with blower was carried out with the fan with the cooling rate at 250 **/o'clock. 2-mm facing of the ingot surface after cooling in thickness was carried out, and the slice for a forge 21 mm in length was started. The slice 1 for a forge was set in the forging apparatus of the reverse extrusion method showing an outline in drawing 2. In advance of the forge, the slice 1 for a forge was heated at 460 **, and the bottom part 2 and the metallic mold 3 provided with punch were heated at 200–250 **. The mandrel 4 was stuffed into the slice 1 for a forge on the bottom part 2 from the upper part, and the welding pressure of 350 t was applied to the slice 1 for a forge. The tip of the mandrel 4 ate into the slice 1 for a forge, and as a metal showed by the arrow F, along with the mandrel 4, it flowed up. After dropping the mandrel 4 to a prescribed position, while drawing out the mandrel 4, the punch built in the bottom part 2 was raised, and the forging with 84 mm in diameter and 47-mm-high piston shape was picked out from the metallic mold 3. Upsetting **** at this time was 76% in the head section.

[0019]Water quenching of the solution treatment of 500 **x 4 hours was performed and carried out to the forging, and aging treatment was carried out in 170 **x 8 hours. Observed the organization after aging treatment, and gas content was measured, and mechanical properties were investigated. Gas content started the sample from the forging after aging treatment, and measured it by the run ZURE method. Since the forging was fractured with the hammer and it ran away about inclusion, the slice started from the cast bar was broken with the hammer, the fracture surface was observed with the magnifying glass 10 times, the number of inclusion was counted, and K_{10} value was calculated. The observed face product was

taken as both 20 cm in all of fracture surface ². The presentation of the obtained piston is shown in Table 1. The comparison alloys A and B are the examples which did not carry out minuteness making of the primary phase Si by P among front, and the comparison alloy A carried out minuteness making of the eutectic crystal Si by Sb before long. As a result of observing a microstructure after aging treatment, gas content is shown in Table 2. The measurement result of tensile strength and fatigue strength is shown in

Table 3.

[0020] Compared with the comparison article A and B, the tensile strength and fatigue strength in the elevated temperature of this invention article C-F are large so that clearly from Table 3. Although the comparison article A had the presentation equivalent to the present forged piston, since minuteness making of the primary phase Si had not been carried out by P, as the mean particle diameter of primary phase Si showed in Table 2, it was large, and since minuteness making of the eutectic crystal Si was carried out by Sb, it was small. As a result, big primary phase Si serves as a core of fatigue cracking, and acts, and it is guessed that brought a result of Table 3 in which fatigue-at-elevated-temperature intensity is inferior, and it appeared. And since there is little content of Cu and Fe, as compared with this invention article, high temperature strength is inferior in the comparison article A. Since there is little content of Cu, Mn, and Ti, the comparison article B shows the value with low high temperature strength which has little quantity of a high-melting crystal chance bargain. And since there was extremely little Cu, fatigue strength was also inferior in primary phase Si few small [the gap from an eutectic point] therefore. On the other hand, this invention article C-G showed tensile strength and fatigue strength outstanding also in ordinary temperature and hot any. When checking these mechanical properties with the crystallized material measurement result of Table 2, it turns out that it is effective in a mechanical strength, fatigue strength, and heat-resistant improvement to control primary phase Si, eutectic crystal Si, and the intermetallic compound after a forge to the proper size.

[0021]

表1：製造されたアルミニウム合金製ピストンの成分・組成

試料 記号	合 金 成 分 及 び 含 有 量 (重量%)									区 分
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	B	Sb	P	
A	10.5	0.18	3.0	0.7	0.5	0.1	0.0070	0.15	0	比較 例
B	11.2	0.21	0.9	0.0	1.0	0.0	0.0050	0	0	
C	11.1	0.22	3.5	0.3	0.5	0.1	0.0020	0	0.0065	本 発 明 例
D	12.5	0.41	4.1	0.2	0.8	0.2	0.0041	0	0.0082	
E	11.7	0.35	4.0	0.2	0.8	0.2	0.0037	0	0.0098	
F	12.1	0.33	4.5	0.3	0.8	0.1	0.0025	0	0.0085	
G	11.9	0.32	4.5	0.5	0.9	0.2	0.0041	0	0.0093	

[0022]

表2：時効処理されたアルミニウム合金製ピストンのマイクロ組織

試料 記号	晶出物の平均粒径 (μm)		ガス含有量 (cc/100g - Al)	K ₁₀ 値	区 分
	初晶Si	共晶Si及び他の金属間化合物			
A	120	3.8	0.19	0.004	比較 例
B	18	4.2	0.20	0.005	
C	30	6.2	0.15	0.005	本 発 明 例
D	28	5.8	0.19	0.002	
E	29	6.3	0.21	0.006	
F	27	6.2	0.22	0.003	
G	29	5.7	0.18	0.001	

[0023]

表 3：時効処理されたアルミニウム合金製ピストンの機械的特性

試料 記号	引張強さ (MPa)				疲労強度 (MPa)				区 分
	室温	150℃	200℃	250℃	室温	150℃	200℃	250℃	
A	471	343	196	98	165	137	96	62	比較 例
B	382	275	206	88	154	129	91	60	
C	481	373	216	95	168	139	107	67	本 発 明 例
D	476	403	270	115	167	139	108	67	
E	488	409	272	117	169	140	109	68	
F	482	407	271	114	168	139	108	68	
G	485	408	273	117	169	141	109	69	

疲労強度は、10⁷サイクルの値で示す。

[0024]Subsequently, after carrying out degasifying of the aluminum alloy molten metal with the presentation D of Table 1, holding processing was carried out to 720 ** and a comparatively low temperature in a short time for 15 minutes, and others manufactured the piston under the same conditions. Although the obtained piston had little gas content as 0.20 cc / 100 g-aluminum, there was much inclusion number at K₁₀ value as 0.25-piece [/cm]². Fatigue-at-elevated-temperature intensity showed 56MPa (10⁷ cycle) and a low value at 250 **. Low fatigue-at-elevated-temperature intensity is imagined to be the result on which a lot of inclusion acted as a core of fatigue cracking.

[0025]Degasifying of the aluminum alloy molten metal with the presentation E of Table 1 was carried out at 760 ** for 15 minutes, by the request, inclusion was removed under the same conditions as this invention article, and the piston was manufactured. There was much gas content of the obtained piston as 0.35 cc / 100 g-aluminum, and the inclusion number showed K₁₀= 0.003-piece [/cm]² and a small value.

Fatigue-at-elevated-temperature intensity showed 59MPa (10⁷ cycle) and a low value at 250 **. Low fatigue-at-elevated-temperature intensity is imagined to have a cause in a lot of gas contained at the piston. When the abrasion resistance of each piston was investigated, as shown in Table 4, this invention article C-G showed abrasion resistance better than the comparison article A and B, though the conventional comparison article A and B and Si content were the same level. Although this has eutectic crystal Si of the comparison article A and B as small as the mean particle diameter of 3.8 micrometers, and 4.2 micrometers, since it enlarges the particle diameter of eutectic crystal Si by P processing and contains comparatively a lot of Fe(s) and Cu(s), it is imagined to be what the crystallized material of the eutectic crystals Si and Fe and a Cu system has contributed to wear-resistant improvement by this invention article C-G.

[0026]

表 4：各合金から鍛造で作られたピストンの耐摩耗性

区分	試料記号	比摩耗量 (×10 ⁻⁷ mm ² /kg)
比較合金	A	7.95
	B	9.94
本発明合金	C	6.08
	D	6.23
	E	6.12
	F	6.11
	G	6.14

(試験条件)

試験機：大越式、摩耗子：FC30
荷重：2.1kg、回転速度：1.2m/秒
回転距離：600m

[0027]

[Effect of the Invention]As explained above, in the system as which the ingredient and the presentation

were specified, the piston made of aluminum alloy of this invention is made the forge organization which controlled and did uniform dispersion of primary phase Si, eutectic crystal Si, and the intermetallic compound which were crystallized at the time of casting to the proper size, and it is stopping gas content and the inclusion number low. It is used as a piston for engines in the tendency for this to show a mechanical strength and fatigue strength excellent in ordinary temperature and an elevated temperature, and to harness lightweight nature, and for heat load to become large.

[Translation done.]

* NOTICES *

JPO and INPIT are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.

2.**** shows the word which can not be translated.

3.In the drawings, any words are not translated.

DESCRIPTION OF DRAWINGS

[Brief Description of the Drawings]

[Drawing 1]The graph showing the influence of the gas content exerted on tensile strength

[Drawing 2]The explanatory view which forges at a piston the slice set to the forging metal mold

[Translation done.]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号
特開2000-265232
(P2000-265232A)

(43) 公開日 平成12年9月26日 (2000.9.26)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テームコード* (参考)
C 2 2 C 21/02		C 2 2 C 21/02	3 J 0 4 4
B 2 2 D 11/00		B 2 2 D 11/00	E 4 E 0 1 4
11/10		11/10	H
43/00		43/00	A
B 2 3 P 15/00		B 2 3 P 15/00	Z
審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 8 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号 特願平11-69411

(22) 出願日 平成11年3月16日 (1999.3.16)

(71) 出願人 000004743

日本軽金属株式会社

東京都品川区東品川二丁目2番20号

(72) 発明者 神尾 一

東京都品川区東品川二丁目2番20号 日本
軽金属株式会社内

(72) 発明者 土屋 健二

静岡県庵原郡蒲原町蒲原1丁目34番1号
日本軽金属株式会社グループ技術センター
内

(74) 代理人 100092392

弁理士 小倉 亘

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高温疲労強度及び耐摩耗性に優れたアルミニウム合金製ピストン及びその製造方法

(57) 【要約】

【目的】 200～250℃の高温域においても優れた疲労強度を示すアルミニウム合金製ピストンを提供する。

【構成】 このアルミニウム合金製ピストンは、鍛造後に Si: 11～13%, Fe: 0.2～1.2%, Cu: 3.5～4.5%, Mn: 0.2～0.5%, Mg: 0.3～1.0%, Ti: 0.01～0.2%, B: 0.0002～0.02%, P: 0.005～0.02% を含み、Ca を 0.005% 以下に規制し、鑄造時に晶出した Si 及び金属間化合物が鍛造後に平均粒径 5～35 μm でマトリックスに均一分散し、ガス含有量が 0.25 cc/100 g-Al 以下に規制された鍛造組織を持ち、鑄塊段階で介在物平均個数が K₀ 値で 0.01 個/cm² 以下に規制され、鍛造加工で成形されている。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 鍛造後にSi:11~13重量%, Fe:0.2~1.2重量%, Cu:3.5~4.5重量%, Mn:0.2~0.5重量%, Mg:0.3~1.0重量%, Ti:0.01~0.2重量%, B:0.0002~0.02重量%, P:0.005~0.02重量%を含み、Caを0.005重量%以下に規制し、残部が実質的にAlの組成をもち、铸造時に晶出したSi及び金属間化合物が鍛造後に平均粒径5~35 μ mでマトリックスに均一分散し、ガス含有量が0.25cc/100g-Al以下に規制された鍛造組織を持ち、铸塊段階で介在物平均個数が K_{10} 値で0.01個/cm²以下に規制されている、鍛造加工で成形された高温疲労強度及び耐摩耗性に優れたアルミニウム合金製ピストン。

【請求項2】 鍛造後に請求項1記載の組成となるように成分調整されたアルミニウム合金溶湯を微細化処理した後、0.05~0.20g/100g-AlのArガスを溶湯温度750~800℃のアルミニウム合金溶湯に0.5~1.5時間かけて吹き込んでアルミニウム合金溶湯を脱ガスし、アルミニウム合金溶湯を750~800℃の温度域に45分以上保持して介在物を浮上分離させ、脱滓した後、アルミニウム合金溶湯を铸塊に連続铸造し、490~510℃×3~5時間の均質化処理を施し、200℃/時以上の冷却速度で冷却し、冷却された铸塊を鍛造用スライスに切断し、400~500℃に加熱した後、所定形状に鍛造加工することを特徴とする高温疲労強度及び耐摩耗性に優れたアルミニウム合金製ピストンの製造方法。

【請求項3】 鍛造品に490~510℃×3~5時間の溶体化処理を施した後、水焼入れし、160~180℃×6~10時間の時効処理を施すことを特徴とする請求項2記載の高温疲労強度及び耐摩耗性に優れたアルミニウム合金製ピストンの製造方法。

【請求項4】 鍛造品に190~200℃×5~7時間の時効処理を施すことを特徴とする請求項2記載の高温疲労強度及び耐摩耗性に優れたアルミニウム合金製ピストンの製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、各種内燃機関に使用され、高温疲労強度及び耐摩耗性に優れたアルミニウム合金製ピストン及びその製造方法に関する。

【0002】

【従来技術及び問題点】 2輪車に代表される車輛搭載用のエンジンは、軽量性が要求されることからアルミニウム合金製のエンジンが使用されている。エンジン部品であるシリンダケース、ピストン等は、高温強度及び耐熱性に優れたアルミニウム合金を铸造、鍛造等で製造している。最近では、地球環境保護の観点から車輛の軽量化及び燃費の改善が強く要求されている。そのため、エン

ジン部品に使用されるアルミニウム合金製ピストンとしても、より軽量で、より高温燃焼に耐える材質が望まれている。要求特性を満足させる上では、薄肉化や品質安定性の面から鍛造製ピストンが有望視されている。ところが、現在市場に出ている鍛造製ピストンは、200~250℃の高温域になると疲労強度が著しく低下する。アルミニウム合金粉末を用いた粉末鍛造ピストンでは、200~250℃の高温域でも十分な高温強度を維持する。しかし、粉末鍛造材は、溶製材に比較すると材料費が高く、鍛造成形性も悪いために複雑形状のピストンには加工できない。

【0003】

【課題を解決するための手段】 本発明は、このような問題を解消すべく案出されたものであり、高温疲労強度に有害な影響を及ぼす含有ガス量及び介在物を低減し、組織的にも高融点晶出物を多量にマトリックスに均一分散させることにより、200~250℃の高温域においても従来材に比較して優れた高温疲労強度をもち、鍛造性にも優れたアルミニウム合金製ピストンを得ることを目的とする。本発明のアルミニウム合金製ピストンは、その目的を達成するため、鍛造後にSi:11~13重量%, Fe:0.2~1.2重量%, Cu:3.5~4.5重量%, Mn:0.2~0.5重量%, Mg:0.3~1.0重量%, Ti:0.01~0.2重量%, B:0.0002~0.02重量%, P:0.005~0.02重量%を含み、Caを0.005重量%以下に規制し、残部が実質的にAlの組成をもち、铸造時に晶出したSi及び金属間化合物が鍛造後に平均粒径5~35 μ mでマトリックスに均一分散し、ガス含有量が0.25cc/100g-Al以下に規制された鍛造組織を持ち、铸塊段階で介在物平均個数が K_{10} 値で0.01個/cm²以下に規制されており、鍛造加工で成形されていることを特徴とする。

【0004】 このアルミニウム合金製ピストンは、成分調整されたアルミニウム合金溶湯を微細化処理した後、0.05~0.20g/100g-AlのArガスを溶湯温度750~800℃のアルミニウム合金溶湯に0.5~1.5時間かけて吹き込んでアルミニウム合金溶湯を脱ガスし、アルミニウム合金溶湯を750~800℃の温度域に45分以上保持して介在物を浮上分離させ、脱滓した後、アルミニウム合金溶湯を铸塊に連続铸造し、490~510℃×3~5時間の均質化処理を施し、200℃/時以上の冷却速度で冷却し、冷却された铸塊を鍛造用スライスに切断し、400~500℃に加熱した後、所定形状に鍛造加工することにより製造される。490~510℃×3~5時間の溶体化処理を施した後、水焼入れし、160~180℃×6~10時間の時効処理を鍛造品に施すとき、Mg₂Si, Al₂Cu等の析出により必要強度が付与される。また、鍛造後に190~200℃×5~7時間の時効処理を施すことも

できる。

【0005】

【作用】アルミニウム合金製ピストンの高温強度を上昇させるためには、高温強度を向上させ、疲労破壊の核となる含有ガス及び介在物を少なくすることが必要である。本発明では、鑄造時に晶出するFe、Cu、Si等の金属間化合物及び初晶Siを鍛造によって適度なサイズに制御し且つマトリックスに均一分散させることにより、マトリックスのアルミニウム固溶体の軟化を抑えながら高温強度を向上させている。また、初晶Siを適度なサイズに制御し、微細な共晶Siをなるべく大きく晶出させることにより、耐摩耗性を改善している。以下、本発明で特定した各条件を説明する。

【0006】[鍛造後の成分・組成]

Si: 11~13重量%

耐摩耗性、耐熱性に有効な合金成分であり、高温域における熱膨張係数を低下させる作用も呈する。また、時効処理によってMg₂Siとして析出し、合金材料の機械的強度を向上させる。しかし、Si含有量が13重量%を超えると、連続鑄造時の冷却速度を100℃/秒以上に早くしても粒径が50μmを超える粗大な初晶Siが発生し易くなる。粗大な初晶Siは、鍛造で砕かれた後でも依然として大きな形状として残るため疲労破壊の核となり、室温及び高温域での機械的強度及び疲労強度を低下させる原因となる。しかし、11重量%に満たないSi含有量では、強度及び耐摩耗性が不足する。

Fe: 0.2~1.2重量%

融点の高いAl-Fe系又はAl-Fe-Si系の金属間化合物は、合金材料が200℃を超える高温域に曝されたとき、引張強さ及び疲労強度を高める作用を呈し、Fe含有量0.2重量%以上で効果が顕著になる。しかし、1.2重量%を超える多量のFeが含まれると、疲労破壊の核となる粗大な金属間化合物の晶出を促進させ、伸び、鍛造成形性、韌性に有害な影響を及ぼす。

【0007】Cu: 3.5~4.5重量%

マトリックスを固溶強化する合金成分であり、3.5重量%以上の含有量でCuの添加効果が顕著になる。固溶したCuは、時効処理によってAl₂Cuとして析出し、合金材料の強度を向上させる作用も呈する。しかし、Cuによる引張強さ向上効果は4.5重量%で飽和する。鑄造時に晶出したAl₂Cuは、硬度が高いのでマトリックスに分散して高温強度を上昇させるが、4.5重量%を超える過剰量のCuが含まれると、疲労破壊の核となる粗大なAl₂Cuが晶出し易くなり、鍛造成形性及び耐食性も低下する。

Mn: 0.2~0.5重量%

Al-Mn系化合物として晶出し、耐熱性や耐摩耗性を改善する作用を呈する。Al-Mn系化合物は、晶出時に針状のAl-Fe系化合物に作用してAl-Fe-Mn系の塊状化合物に形態変化させ、韌性の低下を抑制す

る。このような作用・効果は、0.2重量%以上のMn含有量で顕著になる。しかし、0.5重量%を超える過剰量のMnが含まれると、Al-Si-Fe-Mn系の粗大な化合物が晶出し、押出、鍛造等の塑性加工時に割れを誘発させる原因となり、強度や伸びの低下にも繋がる。粗大なAl-Si-Fe-Mn系化合物は、疲労破壊の核となるので常温及び高温疲労強度にとっても有害である。

【0008】Mg: 0.3~1.0重量%

10 時効処理でMg₂Siとして析出し、合金材料の機械的強度を上昇させる。強度向上効果は、0.3重量%以上のMg含有量でみられ、Mg含有量の増量に応じて大きくなる。しかし、1.0重量%を超える過剰量のMgが含まれると、伸びの低下が著しく、塑性加工性も低下する。

Ti: 0.01~0.2重量%

20 鑄造結晶粒を微細化するため、Al-Ti-B合金として添加される合金成分である。鑄造組織の微細化効果は、0.01重量%以上のTi含有量で顕著になる。鑄造結晶粒を微細化することにより、融点が高い金属間化合物が網目状となって粒界に晶出する。網目状の金属間化合物は、後続する鍛造加工によって細かく砕かれて分散し、耐熱性及び高温疲労強度を向上させる。しかし、0.2重量%を超える過剰量のTiを添加すると、AlTi₃の粗大な針状化合物が晶出して疲労破壊の核となり易く、強度及び伸びも低下する。

【0009】B: 0.0002~0.02重量%

30 微細化剤として、Tiと共にアルミニウム合金溶湯に添加される成分である。しかし、多量のBはTi、V等と結合して疲労破壊の核となる粗大な金属間化合物を生成し易いことから、本発明では微細化効果との兼ね合いでB含有量を0.0002~0.02重量%の範囲に設定した。

P: 0.005~0.02重量%

40 Si含有量13重量%以上の過共晶合金に添加される初晶Siの微細化剤として従来から使用されてきた成分であるが、P添加により共晶Siの粒径が大きくなる傾向が示される。初晶Siの微細化は、0.005重量%以上のP含有量で顕著になる。初晶Si及び共晶Siのサイズに及ぼすPの影響を種々調査・研究したところ、Si含有量11~13重量%の亜共晶組成ではP添加により初晶Siが微細化し、共晶Siが粗くなる結果、初晶Siと共晶Siの粒径差が小さくなり、分布状態も均一化されることを知見した。初晶Si及び共晶Siの均一分散は、高温域における機械的強度、疲労強度、耐摩耗性に有効である。しかし、P含有量が0.02重量%を超えると、溶湯にPの酸化物が混入し、疲労強度に有害な介在物が増加する傾向を示す。

Ca: 0.005重量%以下

50 共晶Siを微細化する作用を呈する成分である。本発明

では、共晶Siを大きくして耐摩耗性に寄与させることから、共晶Siの微細化に影響を与えないようにCa含有量の上限を0.005重量%に規定した。また、Ca含有量を低減しているの、初晶Siを微細化するPの作用が効果的に発現される。

【0010】〔脱ガス処理〕鍛造加工されたアルミニウム合金製ピストンが多量のガスを含有していると、ガス起因のポロシティが鍛造によって潰されているとはいえず、200～250℃の高温域で使用しているとき含有ガスが一個所に集合して疲労クラックの核になり易い。高温域で使用されるアルミニウム合金製ピストンの要求特性を考慮すると、ガス含有量0.25cc/100g—Al以下が有効であることが本発明者等による図1に示す実験結果から判った。ガス含有量を下げると溶湯に粘性が生じさせないArガスを吹き込むことにより十分脱ガスする。この点、N₂ガスは、溶湯の粘性を高くするので好ましくない。Arガスの吹込みに際しては、750～800℃の温度域にアルミニウム合金溶湯を維持することが重要である。溶湯温度が750℃を下回ると溶湯に粘性が生じ、吹き込まれたArガスが抜けにくくなる。逆に800℃を超える溶湯温度では、炉の寿命が短くなる。Arガス吹込みによる脱ガスとしては、脱ガスユニットを備えた鑄造設備を使用し、たとえば金型に至る樋を流れる溶湯等に対し鑄造時に連続脱ガスする方式も採用できる。Arガスの吹込みに、吹き込まれたArガスを微細な気泡として溶湯中に分散させるため、回転ノズルを使用した噴射方式が好ましい。Arガスの微細気泡は、溶湯に含有されているH等のガス成分を吸着し、溶湯から浮上分離する。溶湯を効果的に脱ガスするため、0.05～0.20g/100g—AlのArガスを0.5～1.5時間かけて吹き込むことが必要である。既定値未満のArガス量及び吹込み時間ではArガス吹込みによる脱ガス効果が不十分であり、逆にArガス量及び吹込み時間が既定値を超えても脱ガス効果が飽和する。

【0011】〔溶湯の保持処理〕脱ガス処理が終了した溶湯を750～800℃の温度域で45分以上保持するとき、Al₂O₃、他の酸化物、レンガ屑、工具の保護剤等の介在物が溶湯から浮上分離する。介在物は、溶湯温度が高いほど溶湯から分離し易くなる。750℃未満の溶湯温度では、溶湯の粘性が大きく、介在物が浮上しにくい。また、45分に達しない保持時間では、介在物の浮上が十分に進行しない。しかし、800℃を超える溶湯温度では、炉壁耐火物の熱負荷が大きく、炉の寿命が短くなる。保持炉で脱ガス・除滓された溶湯は、樋を経て鑄型に注入される。樋を流れる溶湯を連続的に脱ガスし、フィルタ装置を通過させ、更に溶湯に浮遊している介在物を堰、フィルタカートリッジ等でトラップするとき、清浄度が一層高くなった溶湯が鑄型に注入され、

介在物の少ない鑄塊が得られる。

【0012】〔鑄造〕清浄化された溶湯は、鑄型内に注入され、所定形状の鑄塊に連続鑄造される。鑄造方式としては、デンドライトアームスペーシングを小さく（好ましくは50μm以下）するため溶湯の冷却速度を速めた方式、具体的にはDC鑄造が採用される。DC鑄造は、豎型鑄造又は横型鑄造の何れであっても良い。本発明で使用するアルミニウム合金は、Ti、Bを微細化剤として含んでいるので、微細な鑄造結晶粒をもつ鑄塊となる。しかし、本発明で規定した合金組成では鑄造組織が柱状晶になりやすいため、微細化処理によって等軸晶を可能な限り増加させることが好ましい。デンドライトアームスペーシングが小さく鑄造結晶粒が微細なため、融点の高いAl—Fe系、Al—Cu系、Al—Mn系、Al—Si—Fe(Mn)系等の金属間化合物は、網目状で細かく分散して鑄造結晶粒界及びデンドライトアーム境界に晶出する。晶出した金属間化合物が後工程の押出又は鍛造時に更に細かく碎かれてマトリックスに分散するため、鍛造品の耐熱強度が向上する。

【0013】鑄塊は、脱ガス、保持処理により介在物を低減したアルミニウム合金溶湯から得られたものであるため、持ち込まれた介在物が極めて少なくなっている。通常、鍛造品に混在する介在物は、0.1～3mmの長さを持ち、10倍ルーペで鑄塊の破面を調査すると、黒みがかって観察される。そこで、本発明者は、鑄塊の破面を10倍ルーペで観察し、カウントされた介在物の個数を単位面積当りに換算してK₁₀値を求めた。そして、K₁₀値と疲労強度との関係を調査したところ、K₁₀値が0.01個/cm²以下になると、疲労強度が顕著に向上することが判った。これに対し、K₁₀値が0.01個/cm²を超えると、介在物が疲労クラックの核になりやすく、ピストンに要求される高温疲労強度が得られない。鑄塊から押出工程を経て小径の丸棒を作り、丸棒から切り出されたスライスを鍛造する。この場合には、最終形態であるピストンの形状を考慮すると、直径100～400mmの鑄塊が使用される。或いは、鑄塊表面の黒皮を面削で除去した後、押出工程を経ずに鑄塊からスライスを切り出し、鍛造することも可能である。この場合には、直径50～100mmの鑄塊が使用される。

【0014】〔均質化処理〕得られた鑄塊は、Si、Mg、Cuをマトリックスに十分固溶させて時効処理硬化を上げるため、490～510℃×3～5時間で均質化処理される。490℃未満の加熱温度や3時間に達しない加熱時間では、固溶化が十分に進行せず、Si、Mg、Cu等の有効量が時効処理時に不足しがちになる。しかし、510℃を超える加熱温度では部分的に融解（バーニング）する虞れがあり、5時間を超える長時間加熱では時間に見合った効果の上昇が見られず経済的でない。均質化処理された鑄塊は、200℃/時以上の冷却速度で冷却される。これにより、Si、Mg、Cuの

十分な量が固溶状態に維持され、時効処理時に強度付与に有効な析出量が確保される。冷却速度が $200^{\circ}\text{C}/\text{時}$ を下回ると、冷却過程で Mg_2Si 、 Al_2Cu 等が析出し易く、 Si 、 Mg 、 Cu 等の有効量が時効処理時に不足しがちになる。

【0015】〔鍛造〕均質化処理が終了した直径 $100\sim 400\text{mm}$ の鋳塊は、押出用ビレットに切断され、鍛造用丸棒に押し出された後、所定のスライスに切り出される。直径が $50\sim 100\text{mm}$ の鋳塊では、押出工程を経ることなく、面削により鋳塊表面の黒皮を除去した後、鍛造用スライスに切り出される。黒皮を除去することなく、鋳塊から切り出したスライスを鍛造に用いることも可能である。この場合、鍛造方向に平行な雌型の内面と雄型のポンチ部外面との間にメタル溜り部を設けた金型（特開平 $10-118735$ 号公報）を使用すると、鍛造品への黒皮の混入が防止される。鍛造用スライスは、鍛造に先立って $400\sim 500^{\circ}\text{C}$ に加熱され、熱間鍛造される。 $400\sim 500^{\circ}\text{C}$ の温度域に鍛造用スライスを加熱するとき、鍛造金型内でメタルのスムーズな流動が促進され、鍛造時の圧力も冷間鍛造に比較して小さくて済む。

【0016】加熱された鍛造用スライスを鍛造金型にセットし、所定形状に鍛造加工する。鍛造により材料が練り上げられ、製品に靱性が付与される。また、鋳造時に生成した初晶 Si 、金属間化合物等の網目状晶出物が鍛造により細かく砕かれてマトリックスに分散するので耐熱性が向上する。なかでも、初晶 Si 及び金属間化合物を鍛造により平均粒径 $5\sim 35\mu\text{m}$ に破碎してマトリックスに均一分散させると、疲労破壊の核となる初晶 Si 等の晶出物がなくなるので、常温及び高温疲労強度が改善される。鍛造後の組織に平均粒径 $35\mu\text{m}$ を超える晶出物が分布していると、疲労クラックの核になり易い。鍛造により大きな初晶 Si が平均粒径 $5\sim 35\mu\text{m}$ のサイズに碎かれることも、耐摩耗性の改善に有効である。鍛造方式としては、固定したスライスにマンドレルを押し付けてメタルをマンドレルに沿って流動させる後方押出、固定したマンドレルにスライスを押し付けてメタルをマンドレルに沿って流動させる前方押出の何れも採用可能である。

【0017】〔熱処理〕鍛造品は、ピストンとして要求される機械的性質を付与するため、 $490\sim 510^{\circ}\text{C}\times 3\sim 5$ 時間の溶体化処理を施した後、水焼入れし、 $160\sim 180^{\circ}\text{C}\times 6\sim 10$ 時間の時効処理される。溶体化処理では、 Mg 、 Si 、 Cu 等をマトリックスに十分固溶させる。水焼入れにより Mg 、 Si 、 Cu 等の固溶状態を常温まで維持し、時効処理によって Mg_2Si 、 Al_2Cu 等として析出させ、所定の強度を付与する。また、鍛造品を寸法変化防止のため溶体化処理せずに $190\sim 200^{\circ}\text{C}\times 5\sim 7$ 時間の時効処理を施し、強度を付与することもできる。時効処理された鍛造品は、必要個

所が機械加工され、製品ピストンに仕上げられる。

【0018】

【実施例】所定組成に成分調整したアルミニウム合金溶湯を 770°C に維持し、溶湯に浸漬した回転ノズルから $0.1\text{g}/100\text{g}-\text{Al}$ の Ar ガスを 40 分噴射させて脱ガスした。次いで、溶湯を 760°C に 60 分間保持して介在物を浮上分離した後、直径 86mm 、長さ 5m の鋳塊に型型 DC 鋳造した。鋳塊に $500^{\circ}\text{C}\times 4$ 時間の均質化処理を施し、冷却速度 $250^{\circ}\text{C}/\text{時}$ でファンにより強制空冷した。冷却後の鋳塊表面を厚さ 2mm 面削し、長さ 21mm の鍛造用スライスを切り出した。概略を図2に示す後方押出方式の鍛造装置に鍛造用スライス1をセットした。鍛造に先立って、鍛造用スライス1を 460°C に加熱すると共に、ポンチを備えた下型2及び金型3を $200\sim 250^{\circ}\text{C}$ に加熱した。下型2上の鍛造用スライス1に上方からマンドレル4を押し込み、 350 トンの加圧力を鍛造用スライス1に加えた。マンドレル4の先端が鍛造用スライス1に食い込み、メタルが矢印Fで示すようにマンドレル4に沿って上方に流れた。マンドレル4を所定位置まで降下させた後、マンドレル4を引き抜くと同時に下型2に内蔵したポンチを上昇させ、直径 84mm 、高さ 47mm のピストン形状をもつ鍛造品を金型3から取り出した。このときの据込み率は、ヘッド部で 76% であった。

【0019】鍛造品に $500^{\circ}\text{C}\times 4$ 時間の溶体化処理を施し、水焼入れし、 $170^{\circ}\text{C}\times 8$ 時間の時効処理した。時効処理後の組織を観察し、ガス含有量を測定すると共に、機械的性質を調査した。なお、ガス含有量は、時効処理後の鍛造品からサンプルを切り出し、ランズレー法で測定した。介在物に関しては、鍛造品をハンマーで破断しなかったため、鋳造棒から切り出したスライスをハンマーで割り、破面を 10 倍ルーペで観察して介在物の個数をカウントし、 K_{10} 値を求めた。観察面積は、両破面合せて 20cm^2 とした。得られたピストンの組成を表1に示す。表中、比較合金A、Bは初晶 Si をPで微細化しなかった例であり、そのうち比較合金Aは共晶 Si をSbで微細化した。表2には、時効処理後にミクロ組織を観察した結果、ガス含有量を示す。表3には、引張強さ及び疲労強度の測定結果を示す。

【0020】表3から明らかなように、本発明品C～Fは、比較品A、Bに比べて高温での引張強さ及び疲労強度が大きくなっている。比較品Aは現状の鍛造ピストンに相当する組成をもつが、Pで初晶 Si を微細化していないため、初晶 Si の平均粒径が表2に示すように大きく、共晶 Si はSbで微細化されているため小さかった。その結果、大きな初晶 Si が疲労クラックの核となって作用し、高温疲労強度が劣る表3の結果となって現れたものと推察される。しかも、比較品Aは Cu 及び Fe の含有量が少ないため、本発明品に比較して高温強度が劣っている。比較品Bは Cu 、 Mn 、 Ti の含有量が

10

20

30

40

50

少ないため、高融点晶出物の量が少なく、高温強度が低い値を示している。しかも、Cuが極端に少ないため共晶点からのズレが小さく、従って初晶Siが少なく疲労強度も劣っていた。これに対し、本発明品C～Gは、常温及び高温の何れにおいても優れた引張強さ及び疲労強*

*度を示した。この機械的性質を表2の晶出物測定結果と照らし合わせると、鍛造後の初晶Si、共晶Si及び金属間化合物を適正サイズに制御することが機械的強度、疲労強度及び耐熱性の向上に有効なことが判る。

【0021】

表1：製造されたアルミニウム合金製ピストンの成分・組成

試料 記号	合 金 成 分 及 び 含 有 量 (重量%)									区 分
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	B	Sb	P	
A	10.5	0.18	3.0	0.7	0.5	0.1	0.0070	0.15	0	比較 例
B	11.2	0.21	0.9	0.0	1.0	0.0	0.0050	0	0	
C	11.1	0.22	3.5	0.3	0.5	0.1	0.0020	0	0.0065	本 発 明 例
D	12.5	0.41	4.1	0.2	0.8	0.2	0.0041	0	0.0082	
E	11.7	0.35	4.0	0.2	0.8	0.2	0.0037	0	0.0098	
F	12.1	0.83	4.5	0.3	0.8	0.1	0.0025	0	0.0085	
G	11.9	0.82	4.5	0.5	0.9	0.2	0.0041	0	0.0093	

【0022】

表2：時効処理されたアルミニウム合金製ピストンのマイクロ組織

試料 記号	晶出物の平均粒径 (μm)		ガス含有量 (cc/100g - Al)	K ₁₀ 値	区 分
	初晶Si	共晶Si及び他の金属間化合物			
A	120	3.8	0.19	0.004	比較 例
B	18	4.2	0.20	0.005	
C	30	6.2	0.15	0.005	本 発 明 例
D	28	5.8	0.19	0.002	
E	29	6.3	0.21	0.006	
F	27	6.2	0.22	0.003	
G	29	5.7	0.18	0.001	

【0023】

表3：時効処理されたアルミニウム合金製ピストンの機械的特性

試料 記号	引張強さ (MPa)				疲労強度 (MPa)				区 分
	室温	150℃	200℃	250℃	室温	150℃	200℃	250℃	
A	471	343	196	98	165	137	96	62	比較 例
B	382	275	206	88	154	129	91	60	
C	481	378	216	95	168	139	107	67	本 発 明 例
D	476	403	270	115	167	139	108	67	
E	483	409	272	117	169	140	109	68	
F	482	407	271	114	168	139	108	68	
G	485	408	273	117	169	141	109	69	

疲労強度は、10⁷サイクルの値で示す。

【0024】次いで、表1の組成Dをもつアルミニウム 50 合金溶湯を脱ガスした後、720℃と比較的低い温度に

15分の短時間で保持処理し、その他は同じ条件下でピストンを製造した。得られたピストンは、ガス含有量が0.20cc/100g-A1と少ないものの、介在物個数が K_{10} 値で0.25個/cm²と多かった。また、高温疲労強度は、250℃で56MPa(10⁷サイクル)と低い値を示した。低い高温疲労強度は、多量の介在物が疲労クラックの核として作用した結果と推察される。

【0025】更に、表1の組成Eをもつアルミニウム合金溶湯を760℃で15分脱ガスしたのみで、本発明品と同じ条件下で介在物を除去し、ピストンを製造した。得られたピストンのガス含有量は0.35cc/100g-A1と多く、介在物個数は $K_{10}=0.003$ 個/cm²と小さな値を示した。高温疲労強度は、250℃で*

*59MPa(10⁷サイクル)と低い値を示した。低い高温疲労強度は、ピストンに含有されている多量のガスに原因があるものと推察される。各ピストンの耐摩耗性を調査したところ、表4に示すように、本発明品C~Gは、従来の比較品A、BとSi含有量が同じレベルでありながら、比較品A、Bよりも良好な耐摩耗性を示した。これは、比較品A、Bの共晶Siが平均粒径3.8μm、4.2μmと小さいが、本発明品C~GではP処理により共晶Siの粒径を大きくし、比較的少量のFe、Cuを含んでいるため、共晶SiやFe、Cu系の晶出物が耐摩耗性の向上に寄与しているものと推察される。

【0026】

表4：各合金から鍛造で作られたピストンの耐摩耗性

区分	試料記号	比摩耗量 (×10 ⁻⁷ mm ² /kg)
比較合金	A	7.95
	B	9.94
本発明合金	C	6.08
	D	6.23
	E	6.12
	F	6.11
	G	6.14

(試験条件)

試験機：大越式、

荷重：2.1kg、

回転距離：600m

摩耗子：FC30

回転速度：1.2m/秒

【0027】

【発明の効果】以上に説明したように、本発明のアルミニウム合金製ピストンは、成分・組成が特定された系において、鑄造時に晶出した初晶Si、共晶Si、金属間化合物を適正サイズに制御して均一分散させた鍛造組織にすると共に、ガス含有量及び介在物個数を低く抑えている。これにより、常温及び高温共に優れた機械的強度及び疲労強度を示し、軽量性を活かし且つ熱負荷が大きい※

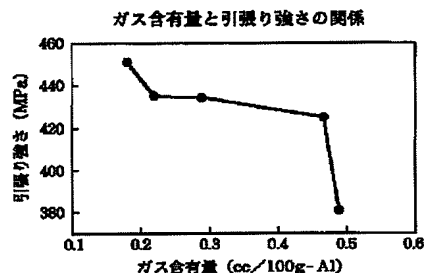
30※くなる傾向にあるエンジン用のピストンとして使用される。

【図面の簡単な説明】

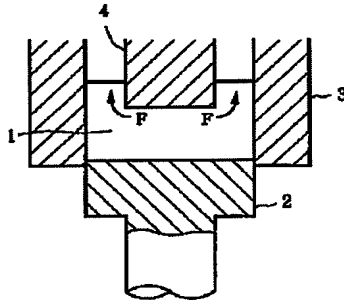
【図1】 引張強さに及ぼすガス含有量の影響を表わしたグラフ

【図2】 鍛造金型にセットしたスライスをピストンに鍛造する説明図

【図1】



【図2】



1: 鑄造用スライス
 2: ポンチを備えた下型
 3: 金型
 4: マンドレル
 F: メタルの流れ

フロントページの続き

(51)Int. Cl. ⁷	識別記号	F I	テーマコード(参考)
C 2 2 C 32/00		C 2 2 C 32/00	R
C 2 2 F 1/043		C 2 2 F 1/043	
F 0 2 F 3/00		F 0 2 F 3/00	G
	3 0 2		3 0 2 Z
F 1 6 J 1/01		F 1 6 J 1/01	
// C 2 2 C 1/02	5 0 3	C 2 2 C 1/02	5 0 3 J
C 2 2 F 1/00	6 0 3	C 2 2 F 1/00	6 0 3
	6 3 0		6 3 0 D
	6 5 0		6 5 0 D
	6 5 1		6 5 1 B
	6 8 1		6 8 1
	6 8 2		6 8 2
	6 8 3		6 8 3
	6 9 1		6 9 1 B
			6 9 1 C
	6 9 2		6 9 2 A

(72)発明者 山田 達
 静岡県庵原郡蒲原町蒲原1丁目34番1号
 日本軽金属株式会社グループ技術センター
 内

Fターム(参考) 3J044 AA01 AA02 BA04 BC02 DA09
 EA01 EA04
 4E014 NA08